

STRUCTURE AND PROPERTIES OF NANOSCALE AND MESOSCOPIC MATERIALS

PACS numbers: 66.30.Pa, 68.55.-a, 75.50.Ss, 75.50.Vv, 75.70.Ak, 75.70.Kw, 81.40.Ef

Вплив атмосфери відпалу на магнетні властивості нанорозмірних плівок стопу FePt

I. O. Kruhlov, V. V. Mohylko, I. A. Vladymyrskyi, Yu. M. Makogon,
M. O. Vasylyev*, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна
**Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,*
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна

Досліджено особливості формування структурно-фазових станів і магнетні властивості плівок стопу FePt товщиною у 30 нм за умов термічного оброблення в інертній (Ar) та комбінованій (Ar + 3% H₂) атмосферах в інтервалі температур 500–900°C. Виявлено ефект термічної стабілізації розміру областей когерентного розсіяння впорядкованої фази L1₀-FePt та значень поверхневої шерсткості нанорозмірних плівок при додаванні водню до складу атмосфери відпалу. Вплив водню також проявляється у пришвидшенні процесів впорядкування та збільшенні коерцитивної сили плівкового матеріалу за низьких температур порівняно з нейтральною атмосферою відпалу.

Ключові слова: нанорозмірна плівка, впорядкування, атмосфера відпалу, коерцитивна сила.

Corresponding author: Ivan Oleksandrovych Kruhlov
E-mail: ivankruhlov@gmail.com

National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine
**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,*
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine

Citation: I. O. Kruhlov, V. V. Mohylko, I. A. Vladymyrskyi, Yu. M. Makogon,
M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, and S. M. Voloshko, Influence of an Atmosphere of
Annealing on Magnetic Properties of Nanosize Films of FePt Alloy, *Metallofiz.*
Noveishie Tekhnol., **41**, No. 2: 157–171 (2019) (in Ukrainian),
DOI: [10.15407/mfint.41.02.0157](https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0157).

The features of the structure and phase-composition formations as well as magnetic properties of the 30 nm thick FePt-alloy films after heat treatment in the inert (Ar) and combined (Ar + 3% H₂) atmospheres in the temperature range 500–900°C are investigated. The effect of thermal stabilization of both the size of the coherent-scattering areas of the ordered L1₀-FePt phase and values of the films' surface roughness with addition of hydrogen to the annealing atmosphere is revealed. Hydrogen influence also appears in acceleration of the ordering processes and increasing of film-material coercivity at low temperatures in comparison with the neutral annealing atmosphere.

Key words: nanosize film, ordering, annealing atmosphere, coercivity.

Исследованы особенности формирования структурно-фазовых состояний и магнитные свойства плёнок сплава FePt толщиной 30 нм в условиях термической обработки в инертной (Ar) и комбинированной (Ar + 3% H₂) атмосферах в интервале температур 500–900°C. Выявлен эффект термической стабилизации размера областей когерентного рассеяния упорядоченной фазы L1₀-FePt и значений шероховатости поверхности наноразмерных плёнок при добавлении водорода в состав атмосферы отжига. Также влияние водорода проявляется в ускорении процессов упорядочения и увеличении коэрцитивной силы плёночного материала при низких температурах по сравнению с нейтральной атмосферой отжига.

Ключевые слова: наноразмерная плёнка, упорядочение, атмосфера отжига, коэрцитивная сила.

(Отримано 29 жовтня 2018 р.)

1. ВСТУП

Нанорозмірні плівки на основі впорядкованої фази L1₀-FePt є перспективним матеріалом для майбутнього використання в якості носія магнетного запису з надвеликою щільністю через високі значення їх енергії магнетокристалічної анізотропії, намагнетованості наситу, температури Кюрі, а також відмінну корозійну стійкість [1–3]. Для формування впорядкованої фази L1₀-FePt зазвичай використовується високотемпературна термічна обробка вихідного матеріалу з неупорядкованою структурою A1-FePt [4–6]. Тому пошук шляхів зниження температури утворення впорядкованої фази L1₀-FePt проводиться у багатьох напрямках.

Регулювальний вплив на кінетику впорядкування здійснюють механічні напруження розтягу [7], які можна створювати або введенням до складу плівкових композицій проміжних додаткових шарів [8, 9], або варіюванням параметрів термічного оброблення, зокрема, складу її атмосфери. Наприклад, відпал в атмосфері азоту сприяє його проникненню в ґратницю FePt та пришвидшенню дифузійної рухливості атомів Fe та Pt і, тим самим, пришвидшує процес впорядкування [10–12]. Аналогічний ефект

спостерігається у водневмісному середовищі відпалу [13–15]. Водень також може займати пори кристалічної ґратниці FePt, викликаючи її локальну деформацію, яка, в свою чергу, пришвидшує фазове перетворення $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ [13]. Більше того, наявність водню в атмосфері термічного оброблення забезпечує відновлення кисневмісних сполук і зменшує кількість залишкового кисню у плівковому матеріалі. На прикладі плівок стопу FePt товщиною 0,7 мкм показано, що відпал в атмосфері водню забезпечує пришвидшення процесу впорядкування і стабілізацію розміру зерен впорядкованої фази у порівнянні з термічним обробленням у високому вакуумі в аналогічному температурному інтервалі [16].

Також відомо, що позитивний вплив атмосфери водню проявляється не тільки в процесах термічної обробки, а й при осажденні плівок FePt за високих температур на монокристалічні підкладинки MgO(001) [18]. При цьому в атмосфері водню формується суцільна плівка з переважною орієнтацією зерен в напрямку [001], тоді як осажденням за аналогічних умов у вакуумі можна сформуванати лише острівцеву структуру.

Таким чином, варіюванням атмосфери термічного оброблення плівкових матеріалів на основі FePt можна забезпечити пришвидшення процесів масоперенесення та впорядкування, а також ефективно впливати на структурні характеристики фази $L1_0\text{-FePt}$. Але магнетні властивості нанорозмірних плівок FePt після відпалу у різних атмосферах досліджені недостатньо.

Тому метою даної роботи є дослідження структурно-фазових станів і магнетних властивостей нанорозмірних плівок стопу FePt при відпалі в інтервалі температур 500–900°C у нейтральній атмосфері та за умов додавання водню до складу цієї атмосфери. Результати порівнюються із тими, що одержані для системи $[\text{FePt}/\text{Au}/\text{FePt}]_{2x}$, яка містить проміжні шари Au, і для якої використані аналогічні середовища відпалу [19].

2. ЗРАЗКИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Тонкі плівки стопу FePt товщиною 30 нм одержано методом магнетронного осаждення з одночасним розпорошенням мішеней Fe і Pt на термічно окиснені монокристалічні підкладинки Si(001) з шаром оксиду SiO_2 товщиною 100 нм. Тиск Ar в процесі осаждення складав $3,5 \cdot 10^{-1}$ Па. Відповідність концентрації елементів у плівці еквіатомовому співвідношенню $\text{Fe}_{50 \pm 1}\text{Pt}_{50 \pm 1}$ перевірено методом Резерфордського зворотнього розсіяння, а товщина осажденного шару контролювалася методом рентгенівської рефлектометрії. Наступне термічне оброблення плівкових зразків проведено за різних температур (до 900°C) в атмосферах проточних газів —

Ar та суміші Ar + H₂ (3% об.). Тривалість відпалів та швидкість нагріву складали 30 с і 10°C/с відповідно.

Фазовий склад і параметри кристалічної будови зразків після осадження та термічного оброблення за різних температур досліджено методом рентгеноструктурної фазової аналізи за допомогою дифрактометра Rigaku Ultima IV у випроміненні CuK_α. Розмір областей когерентного розсіяння розраховано за рівнянням Дебая–Шеррера, ступінь впорядкування — за співвідношенням інтегральних інтенсивностей дифракційних рефлексів (001) та (002), а ступінь орієнтації зерен впорядкованої фази L1₀-FePt у напрямку [001] — за відношенням інтенсивностей рефлексів (001) та (111).

Залежності намагнетованості від напруженості прикладеного магнетного поля (петлі гістерези) зразків досліджувались методом SQUID-магнетометрії у магнетному полі напруженістю до 50 кЕ, прикладеному в двох напрямках — перпендикулярно та паралельно до поверхні плівки.

Морфологію поверхні і параметри доменної структури плівкових матеріалів досліджено методами атомно-силової (АСМ) і магнетно-силової (МСМ) мікроскопії відповідно.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

На рисунку 1, а представлено результати рентгеноструктурних досліджень плівок FePt у вихідному стані та після відпалів у атмосферах аргону та суміші аргону з воднем у температурному інтервалі 500–900°C. На дифрактограмі плівки у вихідному стані спостерігається рефлекс (111) від гранецентрованої кубічної фази Al-FePt. Хімічно впорядкована фаза L1₀-FePt формується вже за температури 500°C незалежно від атмосфери термічного оброблення (рис. 1, б, в), про що свідчить поява на відповідних дифрактограмах надструктурного рефлексу (001). Також спостерігається розщеплення дифракційного максимуму (200) на рефлекси (200) та (002), що є додатковим підтвердженням відхилення від кубічної сингонії кристалічної ґратниці з виникненням її тетрагональних спотворень. Ці результати повністю узгоджуються з експериментальними даними попередніх робіт [17] і [19], в яких виявлено, що атмосфера термічного оброблення не змінює порогового значення температури початку фазового перетворення. За температури 500°C термічне оброблення впродовж 30 с плівок FePt у атмосферах аргону та суміші аргону з воднем обумовлює формування впорядкованої структури з гранецентрованою тетрагональною кристалічною ґратницею [17]. Аналогічний результат одержано в [19] для більш складної системи [FePt/Au/FePt]_{2x} після відпалів в атмосферах Ar та Ar + H₂.

З підвищенням температури відпалу кутове положення дифракційних рефлексів від впорядкованої фази залишається незмінним, проте спостерігається деякий перерозподіл інтегральних інтенсивностей цих рефлексів. Наприклад, аналіза температурної залежності співвідношення інтенсивностей рефлексів (001) та (111) свідчить про формування переважної орієнтації зерен у напрямку [001] після відпалу в атмосфері аргону за температури 700°C (рис. 2, а). У атмосфері суміші газів подібного ефекту не спостерігається у всьому досліджуваному інтервалі температур. З іншого боку, після відпалу зразка за температури 700°C в атмосфері аргону ступінь впорядкування є найменшим, оскільки співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів (001)/(002) має найменше значення (рис. 2, б).

Температурні залежності середніх значень розмірів областей

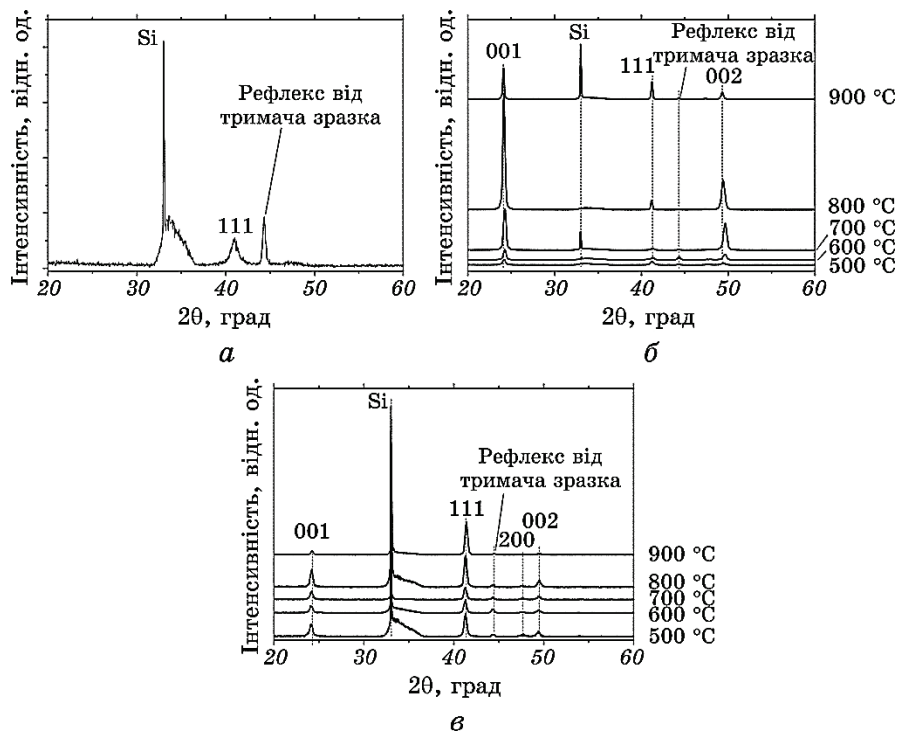


Рис. 1. Дифрактограми плівок FePt після осадження (а) та наступного відпалу в температурному інтервалі 500–900°C в різних атмосферах: аргону (б) та суміші аргону з воднем (в).

Fig. 1. X-ray diffraction patterns of FePt films after deposition (a) and following annealing in temperature range 500–900°C in various atmospheres: Ar (b) and Ar + H₂ mixture (c).

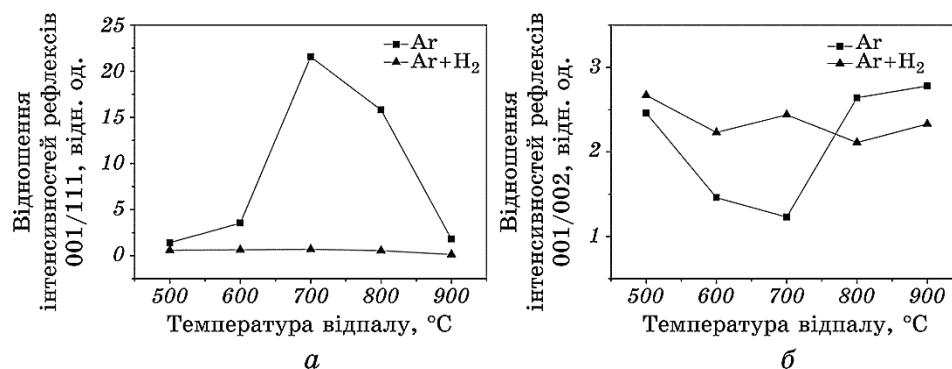


Рис. 2. Залежності співвідношень інтенсивностей дифракційних максимумів від фази $L1_0$ -FePt від температури відпалу в різних атмосферах: $I(001)/I(111)$ (а), $I(001)/I(002)$ (б).

Fig. 2. Dependences of intensity ratios of diffraction peaks from $L1_0$ -FePt phase on annealing temperature for various atmospheres: $I(001)/I(111)$ (a), $I(001)/I(002)$ (b).

когерентного розсіяння (ОКР), розрахованих за дифракційними максимумами (001) та (111), які представлено на рис. 3, цілком задовільно узгоджуються між собою.

Найбільш істотним результатом є те, що відпал в різних атмосферах помітно не збільшує розмір ОКР, який складає 20–25 нм в температурному інтервалі 500–700 °C. Проте з підвищенням температури до 900 °C розмір ОКР фази $L1_0$ -FePt зростає до 40 нм в

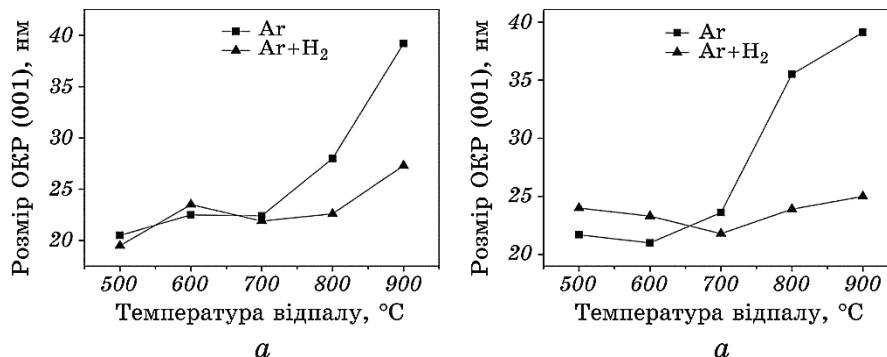


Рис. 3. Залежності середнього розміру ОКР, розрахованого за рефлексами (001) (а) та (111) (б) фази $L1_0$ -FePt, від температури відпалу в різних атмосферах.

Fig. 3. Dependences of average size of coherent-scattering regions calculated using (001) (a) and (111) (b) peaks from $L1_0$ -FePt phase on annealing temperature for various atmospheres.

атмосфері аргону, а в атмосфері суміші газів залишається практично незмінним. Ймовірно, стабілізація розміру ОКР і гальмування процесів рекристалізації за умов високотемпературного термічного оброблення в атмосфері суміші газів зумовлюється дифузією атомів Гідрогену в ґратницю впорядкованої фази $L1_0$ -FePt з утворенням твердого розчину і, як наслідок, підвищенням температури рекристалізації.

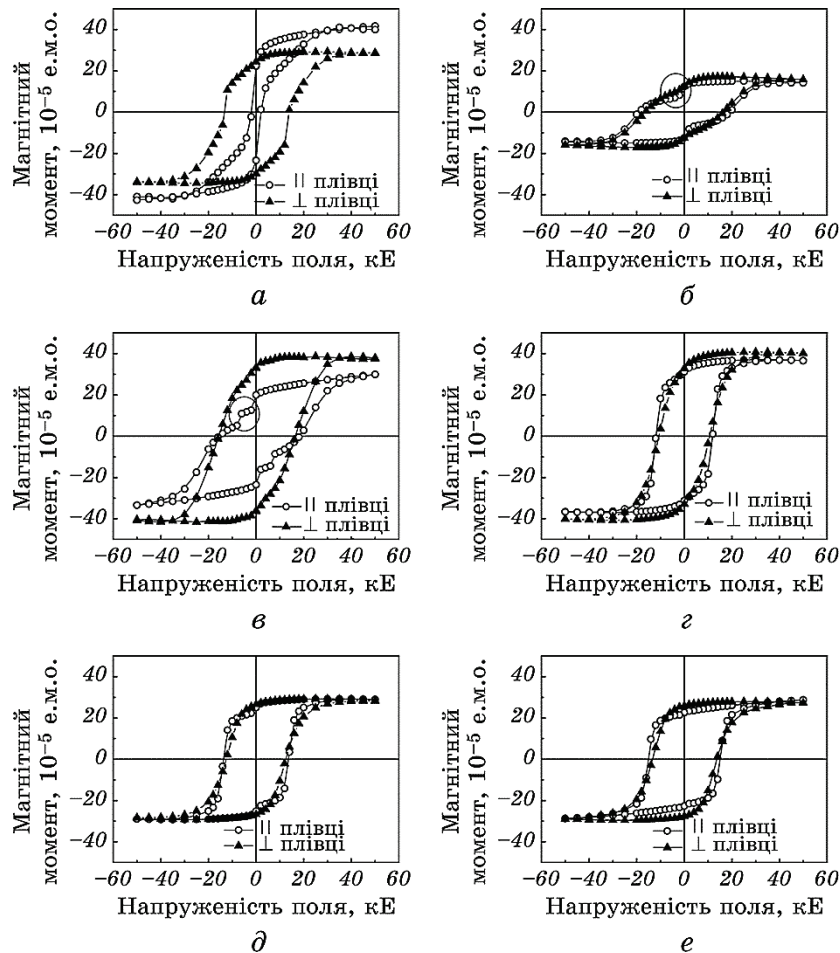


Рис. 4. Результати SQUID-магнетометрії для плівок FePt після відпалів у атмосферах аргону (а–в) та суміші аргону з воднем (г–е) в температурному інтервалі 500–700°C.

Fig. 4. SQUID-magnetometry results for FePt films after annealing in Ar atmosphere (a–c) and Ar + H₂ mixture (d–e) in temperature range 500–700°C.

На рисунку 4 наведено криві магнетної гістерези плівок, відпалених у температурному інтервалі 500–700°C в різних атмосферах. Після відпалу в аргоні на кривих намагнетування тонкоплівкових зразків спостерігається наявність характерних «сходінок» у випадку поля, прикладеного вздовж поверхні плівки. Це може бути пов'язано з неоднорідністю сформованої структури — наявністю областей із різним ступенем впорядкування, що відображається на магнетних властивостях. Можна також припустити, що окрім впорядкованої магнетотвердої фази $L1_0$ -FePt в матеріалі залишається деяка кількість неупорядкованої магнетом'якої фази A1-FePt. Однак рефлексів від неупорядкованої фази на дифрактограмах відсутні.

Кількості магнетом'якої фази A1-FePt може бути недостатньо для реєстрації її методами рентгеноструктурної аналізи, але достатньо для SQUID-магнетометрії, яка має високу чутливість і дозволяє розрізнити фази за їх магнетними властивостями. Для випадку відпалу у водневмісній атмосфері такі сходінки для паралельно прикладеного поля також спостерігаються, але є значно менш вираженими у порівнянні із термічним обробленням в аргоні. Отже, можна припустити, що додавання Гідрогену зменшує кількість залишкової магнетом'якої фази A1-FePt та збільшує однорідність впорядкованої структури.

Порівнюючи дані, що представлені на рис. 4, а–в та рис. 2, б, можна зробити висновок, що в температурному інтервалі 500–700°C інтегральний ступінь впорядкування в усьому об'ємі плівкового матеріалу є меншим після відпалу в атмосфері аргону,

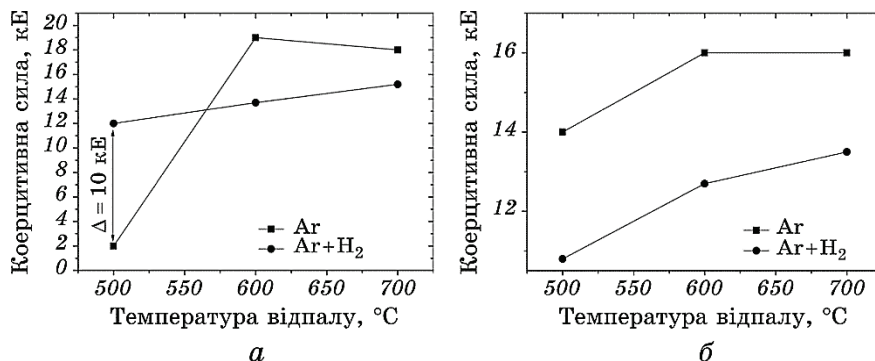


Рис. 5. Залежності коерцитивної сили плівок FePt від температури відпалу для магнетних полів, прикладених паралельно (а) і перпендикулярно (б) до поверхні зразків.

Fig. 5. Dependences of coercivity of FePt films on annealing temperature, which are obtained for magnetic fields applied parallel (a) and perpendicular (b) to the films' surface.

ніж в комбінованій атмосфері $\text{Ar} + \text{H}_2$. Мінімальному ступеню впорядкування при 700°C за даними рентгеноструктурної аналізи відповідають подвійні сходи на кривих магнетної гістерези (рис. 4, в).

На рисунку 5 наведено температурні залежності коерцитивної сили плівок FePt після термічного оброблення в різних атмосферах. Значення коерцитивної сили H_c (табл. 1) в перпендикулярно прикладеному до поверхні плівки магнетному полі після відпалу в атмосфері аргону за температур $600\text{--}700^\circ\text{C}$ становить близько 16 кЕ, а після відпалу в атмосфері $\text{Ar} + \text{H}_2$ — < 14 кЕ. Для паралельно прикладеного поля ці значення дещо вищі, але тенденція така сама: в Ar — 19 кЕ, в $\text{Ar} + \text{H}_2$ — 15,2 кЕ.

Зіставляючи результати магнетних і рентгеноструктурних досліджень, можна дійти висновку, що різницю в значеннях H_c плівок, відпалених у різних досліджуваних атмосферах, не можна пов'язати з розміром ОКР, який змінюється лише за високих температур ($800\text{--}900^\circ\text{C}$) (рис. 3). Оскільки коерцитивна сила є структурно чутливим параметром, який істотно залежить не лише від розміру зерен, а й від їх переважної орієнтації в певному напрямку [20, 21], можна припустити, що вищі значення коерцитивної сили після відпалу плівок в атмосфері аргону зумовлено текстурою в кристалографічному напрямку $[001]$, що є перпен-

ТАБЛИЦЯ 1. Магнетні характеристики плівок FePt після відпалів у атмосферах аргону та суміші аргону з воднем: T — температура відпалу, H_c — коерцитивна сила, M_s — намагнетованість наситу, M_r — залишкова намагнетованість, \perp — магнетне поле, прикладене перпендикулярно до поверхні зразка, \parallel — магнетне поле, прикладене паралельно до поверхні зразка.

TABLE 1. Magnetic properties of FePt thin films after annealing in Ar atmosphere and $\text{Ar} + \text{H}_2$ mixture, T —annealing temperature, H_c —coercivity, M_s —saturation magnetization, M_r —residual magnetization, \perp —magnetic field applied perpendicular to the film surface, \parallel —magnetic field applied parallel to the film surface.

	Атмосфера відпалу	$T, ^\circ\text{C}$	$H_{c\perp}, \text{кЕ}$	$H_{c\parallel}, \text{кЕ}$	$M_{s\perp}, \text{е.м.о.}$	$M_{s\parallel}, \text{е.м.о.}$	$M_{r\perp}, \text{е.м.о.}$	$M_{r\parallel}, \text{е.м.о.}$		$H_{c\parallel}, \text{кЕ}$
FePt	Ar	500	14	2	28,5	41,7	24,5	22,2	$[\text{FePt}/\text{Au}/\text{FePt}]_{2x}$ [18]	11,1
		600	16	19	15,8	14,5	12,6	12,4		11,2
		700	16	18	38	29,9	33	20		20,7
	$\text{Ar} + \text{H}_2$	500	10,8	12	40,2	36,6	33	31,2		15,1
		600	12,7	13,7	28,5	29	26,6	25,1		21,4
		700	13,5	15,2	28,3	28,8	25,8	22,7		22,6

дикулярним до поверхні плівки (рис. 2, а).

Після відпалу за температури 600°C у атмосфері з воднем значення $H_{c\perp}$ та $H_{c\parallel}$ нижчі, ніж за умов нейтральної атмосфери відпалу. Порівнюючи ці дані з результатами роботи [19], в якій досліджувалася більш складна система $[\text{FePt}/\text{Au}/\text{FePt}]_{2x}$, можна зробити наступний висновок: комбінація двох чинників (додавання водню до нейтральної атмосфери термічного оброблення та введення додаткових шарів Au) зумовлює збільшення H_c з 11,2 кЕ до 21,4 кЕ у цій системі за температури оброблення у 600°C (табл. 1). За відсутності проміжних шарів Au, тобто в системі FePt, подібного ефекту у водневмісній системі не спостерігається (табл. 1). Насиченість меж зерен феромагнетної фази $L1_0$ -FePt діамагнетним компонентом, — Au, — є вирішальним чинником, який збільшує коерцитивну силу плівок $[\text{FePt}/\text{Au}/\text{FePt}]_{2x}$.

Ще один ефект, який потребує обговорення — збільшення величини H_c у 6 разів (з 2 кЕ до 12 кЕ) і максимальне значення $M_{s\perp}$ у 40,2 е.м.о., які досягаються у водневмісному середовищі за найнижчої температури відпалу — 500°C . Тобто позитивний вплив водню на магнетні властивості проявляється саме за низьких температур, в той час як за температури 700°C цілком очікуване оптимальне співвідношення значень H_c та M_s досягається у нейтральній атмосфері.

Характер кривих намагнетування при полях, прикладених паралельно та перпендикулярно до поверхні плівки, відрізняється, що свідчить про анізотропію магнетних властивостей досліджуваного плівкового матеріалу. Явище анізотропії магнетних властивостей у плівках після відпалів в атмосфері Ar виражене більш яскраво, особливо за температур 500°C та 700°C . Можливою при-

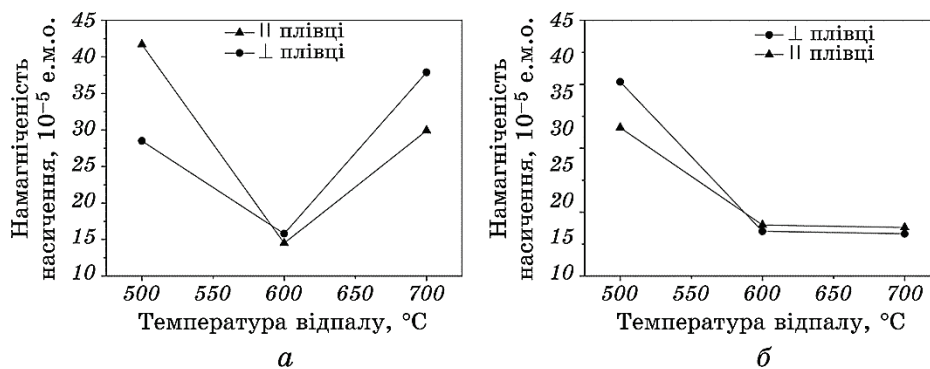


Рис. 6. Залежності намагнетованості наситу плівок від температури відпалу в атмосферах аргону (а) та суміші аргону з воднем (б).

Fig. 6. Dependences of magnetization saturation of films on annealing temperature for Ar atmosphere (a) and Ar + H₂ mixture (b).

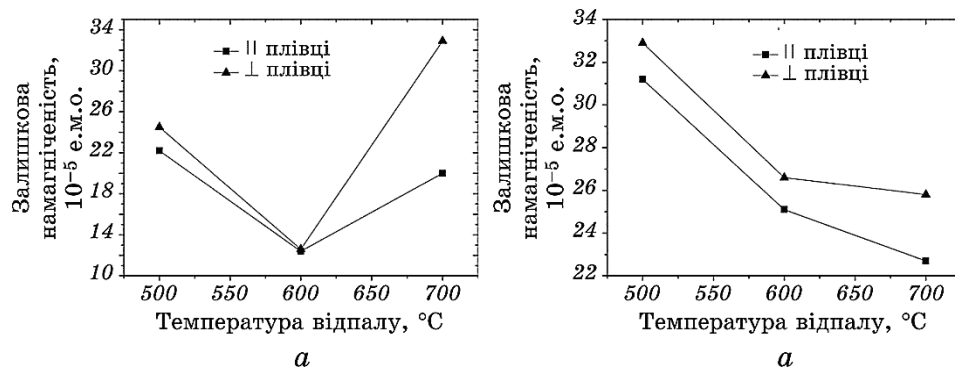


Рис. 7. Залежності залишкової намагнетованості плівок від температури відпалу в атмосферах аргону (а) та суміші аргону з воднем (б).

Fig. 7. Dependences of residual magnetization of films on annealing temperature for Ar atmosphere (a) and Ar + H₂ mixture (b).

чиною цього є менший ступінь впорядкування структури, на що вказує співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів (001)/(111) від фази $L1_0$ -FePt (рис. 2, б) та наявність переважної орієнтації зерен (рис. 2, а).

На рисунках 6 і 7 наведено температурні залежності намагнетованості наситу та залишкової намагнетованості досліджуваних плівкових матеріалів. Характер цих залежностей є подібним.

Після відпалу за температури 600°C спостерігається зменшення намагнетованості наситу та залишкової намагнетованості для обох атмосфер у порівнянні з температурами відпалу 500°C та 700°C. При цьому в атмосфері Ar значення M_s збільшується при подальшому відпалі до значення, яке спостерігається для 500°C (рис. 6, а), а в атмосфері Ar + H₂ — залишається незмінним (рис. 6, б). Але у випадку відпалу в атмосфері аргону значення обох досліджуваних магнетних характеристик є вдвічі меншими у порівнянні із термічним обробленням у водневмісній атмосфері (табл. 1).

На рисунку 8 представлено результати досліджень морфології поверхні та доменної структури плівок FePt після термічного оброблення в різних атмосферах в інтервалі температур 500–700°C, одержані методами атомно-силової та магнетно-силової мікроскопії. Оскільки за умов відпалу в Ar найбільший інтерес з точки зору значень H_c та M_s представляють температури 500°C та 600°C (рис. 5, а та 6, а), а при відпалі в Ar + H₂ — 500°C та 700°C (рис. 5, а та 6, б), дані АСМ та МСМ наведено саме для цих температур. Значення середньої шерсткості поверхні плівки, відпаленої в атмосфері аргону за температури 500°C, складає ≈ 7 нм і є дещо

вищим у порівнянні з аналогічним обробленням в атмосфері суміші газів ($\cong 4$ нм), що узгоджується з розрахунками розміру ОКР. Як зазначалося вище, ефект стабілізації розміру ОКР та шерсткості поверхні плівок, термічно оброблених в атмосфері суміші аргону з воднем, зумовлений дифузією атомів Гідрогену в кристалічну ґратницю FePt та утворенням твердого розчину, який має вищу температуру рекристалізації у порівнянні з чистими металами [22].

Результати магнетно-силових досліджень корелюють із атомно-силовими, зокрема, відхил кутового положення кантилеверу для плівки, відпаленої в аргоні при 500°C , складає $0,27^\circ$, в той час як для плівки після термічного оброблення в суміші газів — $0,13^\circ$. Даний факт вказує на стабілізацію доменної структури

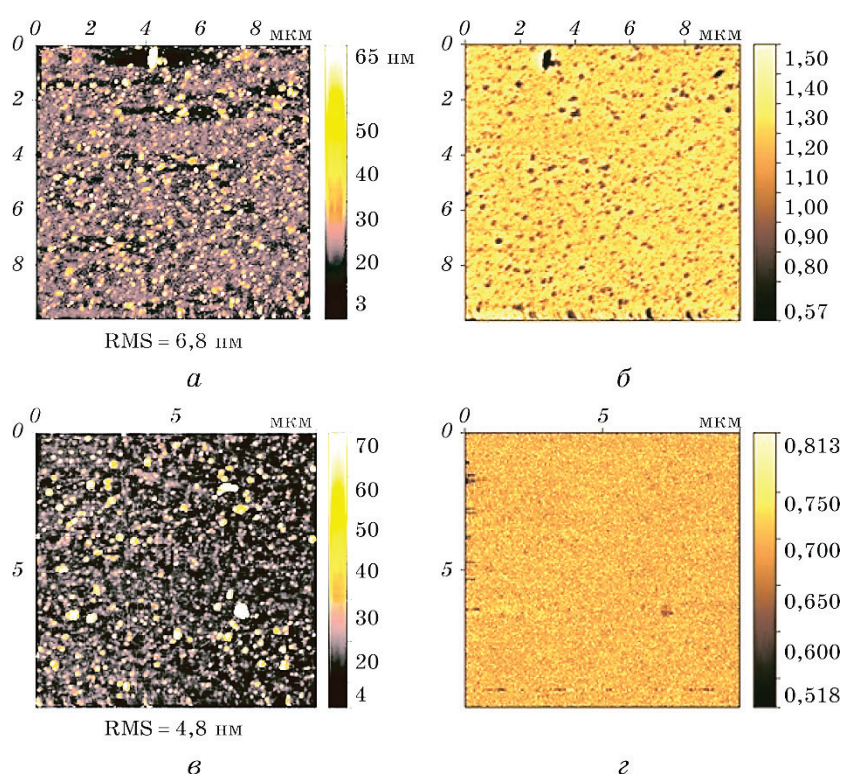
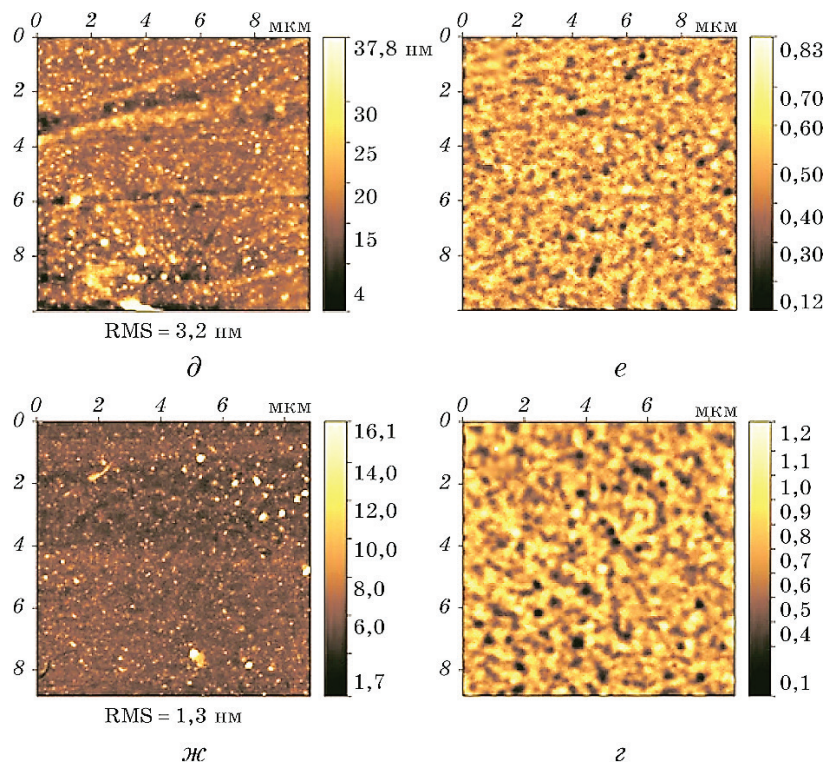


Рис. 8. Морфологія поверхні (а, в, д, ж) та просторовий розподіл градієнту магнетних сил (б, г, е, з) плівок FePt після відпалу (RMS — середня поверхнева шерсткість).

Fig. 8. Surface morphology (a, в, д, ж) and distribution of magnetic forces gradient (б, г, е, з) of annealed FePt films (RMS—average surface roughness).

Продовження рис. 8.

Continuation of Fig. 8.



плівки при відпалі у водневмісній атмосфері, спричинену дифузією водню.

Порівнюючи дані MCM, SQUID-магнетометрії та рентгеноструктурної аналізи, можна зазначити наступне. У атмосфері Ar за температури 500°C кількість магнетних доменів є меншою, а магнетний контраст менш виражений, ніж за аналогічної температури відпалу у водневмісній атмосфері. З підвищенням температури відпалу в Ar до 600°C магнетний контраст ще зменшується, і це повністю корелює з даними SQUID-магнетометрії (H_c та M_s) та ступенем впорядкування (рис. 2, б).

Підвищення температури термічного оброблення в атмосфері Ar + H₂ до 700°C не змінює картину MCM, проте шерсткість (1,3 нм) стає найменшою серед усіх значень.

4. ВИСНОВКИ

Досліджено особливості формування структури та магнетні влас-

тивості нанорозмірних плівок феромагнетного стопу FePt після відпалу в атмосферах аргону та суміші аргону з воднем у широкому температурному інтервалі.

Зафіксовано стабілізацію розміру областей когерентного розсіювання та шерсткості поверхні плівок після термічного оброблення в комбінованій атмосфері за температур вищих 500°C, що, найбільш ймовірно, зумовлюється дифузією Гідрогену в кристалічну ґратницю FePt з утворенням твердого розчину і відповідним підвищенням температури рекристалізації. Однак, у порівнянні з нейтральною атмосферою відпалу, найбільший позитивний вплив водню на магнетні властивості проявляється за температури 500°C — $H_{c\parallel}$ зростає у 6 разів (до 12 кЕ), а $M_{s\perp}$ взагалі досягає величини, максимальної серед усіх одержаних значень. З іншого боку, додавання водню до атмосфери термічного оброблення зменшує магнетокристалічну анізотропію та текстурованість плівок, збільшуючи при цьому ступінь впорядкування й однорідність сформованої структури. Найвищого значення коерцитивної сили ($H_{c\parallel} = 19$ кЕ) досягнуто в плівках, відпалених в атмосфері аргону за температури 600°C.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. J. A. Christodoulides, Y. Huang, Y. Zhang, G. C. Hadjipanayis, I. Panagiotopoulos, and D. Niarchos, *J. Appl. Phys.*, **87**, No. 9: 6938 (2000).
2. T. Shima, K. Takanashi, Y. K. Takahashi, K. Hono, G. Q. Li, and S. Ishio, *J. Magn. Magn. Mater.*, **266**, Nos. 1–2: 171 (2003).
3. S. Pisana, Sh. Jain, J. W. Reiner, O. Mosendz, G. J. Parker, M. Staffaroni, O. Hellwig, and B. C. Stipe, *IEEE Trans. Magn.*, **51**, No. 4: 1 (2015).
4. S. N. Hsiao, S. H. Liu, S. K. Chen, T. S. Chin, and H. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **100**, No. 26: 261909 (2012).
5. S. N. Hsiao, L. H. Chen, S. H. Liu, J. L. Tsai, and H. Y. Lee, *J. Alloys Compd.*, **656**: 876 (2016).
6. C. Brombacher, C. Schubert, K. Neupert, M. Kehr, J. Donges, and M. Albrecht, *J. Phys. D, Appl. Phys.*, **44**, No. 35: 355001 (2011).
7. L. W. Wang, W. C. Shih, Y. C. Wu, and C. H. Lai, *Appl. Phys. Lett.*, **101**: 252403 (2012).
8. I. A. Vladymyrskyi, M. V. Karpets, G. L. Katona, D. L. Beke, S. I. Sidorenko, T. Nagata, T. Nabatame, T. Chikyow, F. Ganss, G. Beddies, M. Albrecht, and I. M. Makogon, *J. Appl. Phys.*, **116**: 044310 (2014).
9. I. A. Vladymyrskyi, O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, and Iu. M. Makogon, *Vacuum*, **101**: 33 (2014).
10. W. B. Mi, E. Y. Jiang, and H. L. Bai, *J. Appl. Phys.*, **99**, No. 3: 034315 (2006).
11. V. Phatak, A. Gupta, V. R. Reddy, S. Chakravarty, H. Schmidt, and R. Ruffer, *Acta Mater.*, **58**, No. 3: 979 (2010).
12. Y. Tran and C. D. Wright, *J. Magn. Magn. Mater.*, **331**: 216 (2013).
13. Ch.-H. Lai, Yu.-Ch. Wu, and Ch.-Ch. Chiang, *J. Appl. Phys.*, **97**, No. 10: 10N305 (2005).

14. K. R. Coffey, M. A. Parker, and J. K. Howard, *IEEE Trans. Magn.*, **31**, No. 6: 2737 (1995).
15. T. S. Vedantam, J. P. Liu, H. Zeng, and S. Sun, *J. Appl. Phys.*, **93**, No. 10: 7184 (2003).
16. K. Leistner, J. Thomas, H. Schlorb, M. Weisheit, L. Schultz, and S. Fahler, *Appl. Phys. Lett.*, **85**, No. 16: 3498 (2004).
17. I. A. Vladymyrskyi, M. V. Karpets, F. Ganss, G. L. Katona, D. L. Beke, S. I. Sidorenko, T. Nagata, T. Nabatame, T. Chikyow, G. Beddies, M. Albrecht, and Iu. M. Makogon, *J. Appl. Phys.*, **114**, No. 16: 164314 (2013).
18. R. Maaß, M. Weisheit, S. Fahler, and L. Schultz, *J. Appl. Phys.*, **100**, No. 7: 073910 (2006).
19. A. K. Orlov, O. O. Zhabynska, I. A. Vladymyrskyi, S. M. Voloshko, S. I. Sidorenko, K. Kato, and T. Ishikawa, *Thin Solid Films*, **658**: 12 (2018).
20. L. Jahn, R. Schumann, and V. Christoph, *phys. status solidi (a)*, **88**, No. 2: 595 (1985).
21. D. Y. Oh and J. K. Park, *J. Appl. Phys.*, **97**, No. 10: 10N105 (2005).
22. V. N. Chuvil'deev and E. S. Smirnova, *Fizika Metallov i Metallovedenie*, **92**, No. 2: 15 (2001) (in Russian).